

© 1984 ISIJ

連続鋳造鋳片表層部における非金属介在物の集積とその低減対策

論文

小舞 忠信*・野田 郁郎*・野呂 克彦*
伊賀 一幸*・押田 淳*・堀 利男*

Accumulation and Countermeasures for Diminishing of Non-metallic Inclusions in the Sub-surface of Continuously Cast Slabs

Tadanobu KOMAI, Ikuro NODA, Katsuhiko NORO,
Kazuyuki IGA, Jun OSHIDA, and Toshio HORI

Synopsis:

Studies on accumulation of non-metallic inclusion in sub-surface of continuously cast slabs were carried out. Results obtained are as follows:

(1) Accumulation of alumina cluster in sub-surface of slabs occurs at the stagnant zone of the upward streams from the immersion nozzle in mold. The degree of the above-mentioned accumulation of alumina can be decreased by improving absorption capacity of mold flux.

(2) Accumulation of alumina cluster in the sub-surface of slabs is caused by entrapping in solidifying shell near the meniscus of alumina, which is carried up to the surface of molten steel in the mold and can not be absorbed enough in the mold flux.

(3) Argon gas bowing nozzle is effective in reduction of alumina cluster in sub-surface of slabs.

(4) Degree of surface defects, caused by fluctuation of surface level of molten steel, can be explained by the products of its fluctuation velocity and its fluctuation width.

1. 緒 言

連続鋳造プロセスは近年の著しい技術進歩によつて、量および質の両面で信頼性の高いものとなつた。さらに省エネルギーの観点から工程の直結化が推進されている。とくに薄鋼板用低炭素アルミキルド鋼の場合は、鋳片表層部の健全性が要求されるにもかかわらず表面欠陥の主体を占める非金属介在物起因の欠陥を熱片のまま検出する手段がない。したがつて、鋳片表層部の非金属介在物の生成機構を明らかにし、この知見に立脚し安定した鋳造技術の確立が要請される場所である。

鋳片表層部の非金属介在物特にその主体をなすアルミナは溶鋼の清浄性、空気による酸化、耐火物あるいはスラグとの反応、鋳型内の溶鋼の流動および鋳型内溶鋼面被覆剤（鋳型パウダーと略称）の相互関係によつて生成し、製品の欠陥となる。これらの個々の要因との関係については多くの研究^{1)~11)}があるが、連続鋳造の操業要因の変動も考慮した系統的研究および安定製造技術に関する研究は少ない。

本報告は、このような観点から鋳片表層部の健全性におよぼす製鋼および連鋳条件の関係を明らかにし、この

上にたつて鋳片の表面品位の安定化技術について研究したものである。

2. 調査方法

本研究の対象とした鋼種は、薄鋼板用低炭素アルミキルド鋼であり、その化学成分を Table 1 に、また、本研究に用いたスラブ用連鋳機の概要を Table 2 に示す。

1号機は親鍋とタンディッシュの間に中間鍋を配したのであり（以下 LLTM 方式）、2号機はこれをさらに進めてタンディッシュを省略した中間鍋直注方式（以下 LLM 方式）を採用している¹²⁾。鋳片中のアルミナの測定にはその分布状態を知る上で簡便な方法としてサルファプリント上のアルミナの映像の占有面積を評点化して用いた。検査面は Fig. 1 斜線にて示すように鋳片表層部および断面とした。溶鋼の清浄性は吸い上げ方式の試料中の全酸素量および顕微鏡による清浄度測定値にて評価することとした。鋳型内の溶鋼流動と鋳片表層部へのアルミナの集積との関係を各種形状の浸漬ノズルについて調べるとともに、水モデル実験により鋳型内の流動状態を把握し、これを実操業の結果と対比させた。さらに鋳片表層部へのアルミナの集積と鋳型パウダーのアルミ

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 1 月 6 日受付 (Received Jan. 6, 1983)

* 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 (Nagoya Works, Nippon Steel Corp., 5-6 Tokai-cho Tokai 476)

Table 1. Chemical composition of steel.

	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al
wt%	0.03	≤0.02	0.20	≤0.025	≤0.025	0.030
	0.06		0.35			0.060

Table 2. Dimensions of casting machines and casting conditions.

Casting machine		No. 1	No. 2
Machine type		Curved type	
Machine radius (m)		10.5	9.5
Slab size	Width (mm)	1 600	900
	Thickness (mm)	~2 100 245	~1 600 245
Casting speed	Middle position (m/min)	1.3	1.8
	Connecting position (m/min)	1.3	1.8
Tundish	Capacity (t)	15	—
	Bath depth (mm)	500	—
Intermediate ladle	Capacity (t)	250	250
	Bath depth (mm)	2 950	2 950

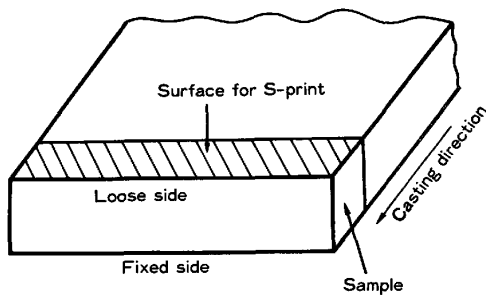


Fig. 1. Method of evaluation of alumina cluster in sub-surface of slabs.

ナ吸収による組成変化との関係を調べ、鋳型パウダーに要求される特性について研究した。

鋳造条件の変動要因として重要な湯面変動の測定は磁気平衡式湯面レベル計¹³⁾を用い、湯面変動と鋳片表面欠陥との関係を明らかにした。

3. 調査結果

3.1 鋳片内のアルミナの分布

鋳片内のアルミナの分布状態を Fig. 2, Fig. 3 および Fig. 4 に示す。Fig. 2 は鋳片表層部における鋳片幅方向の分布、Fig. 3 は鋳片幅方向中央部における表層からの深さ方向の分布である。また、Fig. 4 は鋳片全厚みにわたる分布である。これらの事実から鋳片内のアルミナの集積は次のような特徴を有していることがわかる。

- (1) 鋳片表層部 10 mm 以内に集積する。(鋳片表層部アルミナ)
- (2) 鋳片厚さ方向上面 1/4 位置に集積する。(鋳片

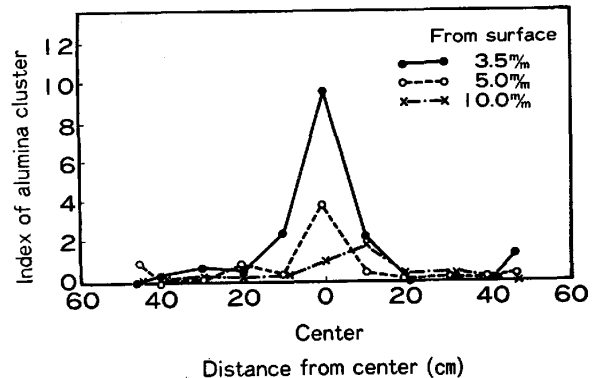


Fig. 2. Distribution of alumina cluster in transverse direction in sub-surface of slabs.

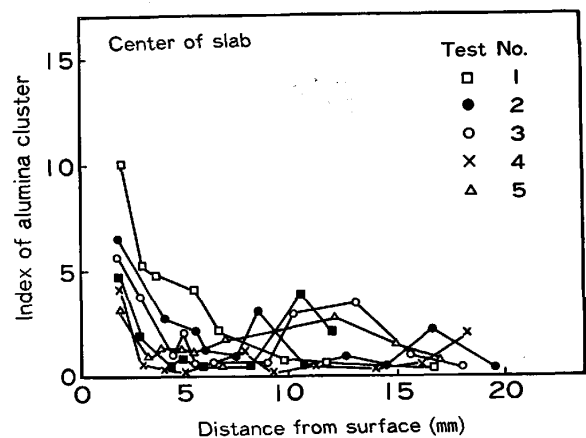


Fig. 3. Distribution of alumina cluster in thickness direction at the center of slabs.

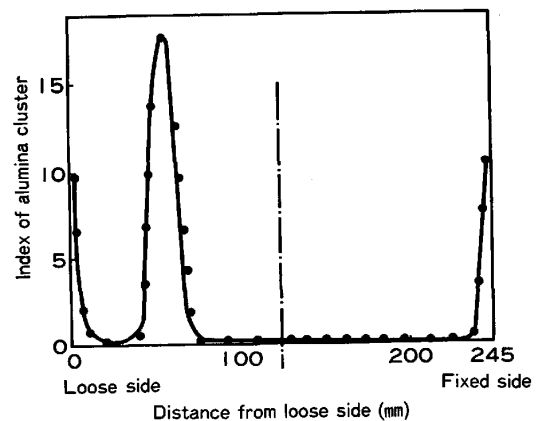


Fig. 4. Distribution of alumina cluster in slabs from loose-side surface to fixed-side surface.

断面アルミナ)

- (3) 鋳片表層部のアルミナは幅方向中央部に最も多く集積する。

鋳片表層部のアルミナは鋳片幅方向の中央部において最も多くかつ表面ほど集積が多いという明瞭な特徴を示している。アルミナが凝固前面において捕捉されるものとする、鋳片における集積の位置を鋳型内における捕

捉位置におきかえて考えると、浸漬ノズル近傍で溶鋼面より下方 80 mm までの位置でかつメニスカスに近い程アルミナの集積度合いが大きいことが分かる。このことは、鋳片表層部へのアルミナの集積と鋳型内の溶鋼の流動とは密接な関係があることを示唆している。

一方、鋳片厚さ方向 1/4 位置に集積するアルミナは鋳片横断面のサルファプリントによつて明瞭に検出できるものであり、この集積は湾曲型連鋳機において一般的にみられる大型非金属介在物と同じ機構によるものと考えられる。

3.2 鋳片表層部アルミナ集積におよぼす浸漬ノズル形状の影響

鋳型内の溶鋼の流動を変化させる手段として、Fig. 5 に示す各種形状の浸漬ノズルを試作し、これを使用したときの鋳片表層部へのアルミナの集積状態を調査した。Fig. 6 に浸漬ノズルと鋳片表層部におけるアルミナの集積位置を斜線で示した。4孔ノズルの場合(b)はノズル吐出口を図のように鋳型広面に斜め方向から溶鋼をあてるように配置した。この場合は幅方向中央部のアルミナの集積には改善効果は認められなかつた。また、2孔ノズルを故意に偏心させた場合(d)は吐出流の当たる側の端部に溶鋼流の停滞した部分が生じ、ここにアルミナの集積がみられた。6孔ノズルの場合(c)は2孔ノズルの場合に特徴的にみられていた幅中央部のアルミナの集積は全くなつた。これは鋳型内広面側の凝固界面に直接当たる溶鋼流のため幅中央部の溶鋼流の停滞がなくなるためと考えられる。また、浸漬ノズルにアルゴンガスを強制的に導入した場合(e)は浮上するアルゴンガスによつて幅中央部の溶鋼流の停滞がなくなり、前述の6孔ノズルと同様の効果を得ることができた。

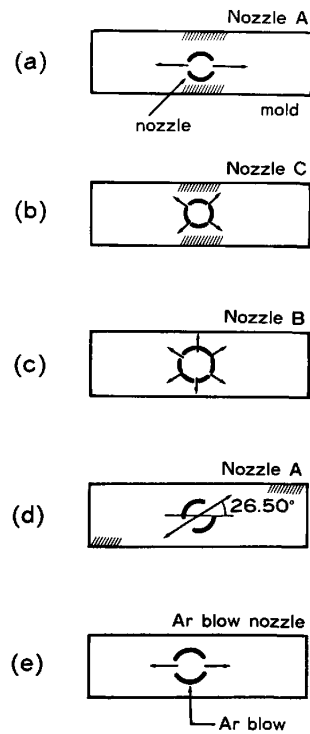


Fig. 6. Schematic expression of location of alumina accumulation in sub-surface of slabs.

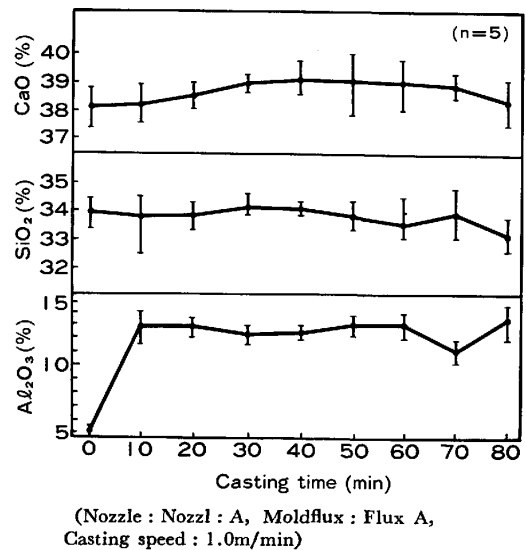


Fig. 7. Changes of contents of Al₂O₃, SiO₂, and CaO in mold flux during casting.

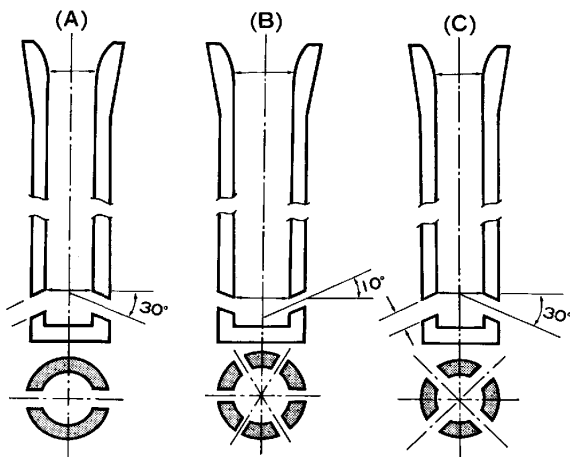


Fig. 5. Profiles of test immersion nozzles.

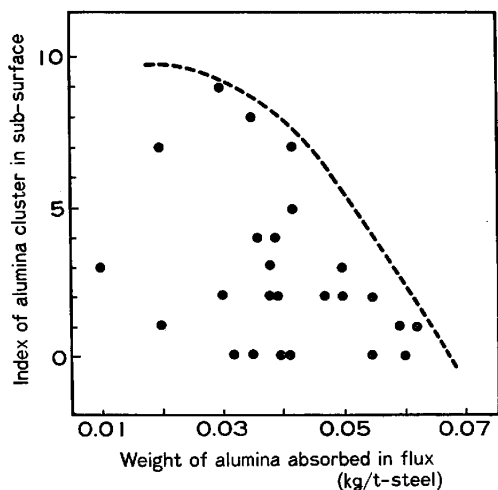
3.3 鋳片表層部アルミナ集積におよぼす鋳型パウダーの影響

鋳片表層部へのアルミナの集積と鋳造中の鋳型パウダーの挙動との関係を調べた。鋳造経過時間 10 min ごとの鋳型パウダーの組成変化を Fig. 7 に示す。SiO₂ および CaO には大きな変化はみられないが、Al₂O₃ は鋳造開始後、約 10 min で 10~13% に上昇し、その後は大きな変化がない。これは溶鋼中を浮上してくるアルミナの量と鋳型パウダーに吸収されるアルミナの量とがバ

ランスしていることを示している。この関係は次式であらわすことができる。

$$\begin{aligned} & \text{アルミナ吸収量 (kg/t-steel)} \\ & = \text{パウダー消費量 (kg/t-steel)} \times \text{パウダー中の} \\ & \quad \text{アルミナ変化量 (4\%)} \dots\dots\dots (1) \end{aligned}$$

上式で求められるアルミナ吸収量と铸片表層部へのアルミナの集積との関係を Fig. 8 に示す。同一の操業条件の場合についてみると、铸型パウダーのアルミナ吸収が大きい程、铸片表層部へのアルミナの集積は軽減されている。さらに、铸型パウダーのアルミナの吸収量は Fig. 9 に示すように、タンディッシュ内容鋼過熱温度および铸型パウダーの熔融特性に依存している。すなわちタンディッシュ内容鋼温度が 1555°C 以下になると铸



(Nozzle : Nozzle A, Moldflux : Flux A, Casting speed : 1.0m/min)

Fig. 8. Relationship between weight of alumina absorbed in mold flux and accumulation in sub-surface of slabs.

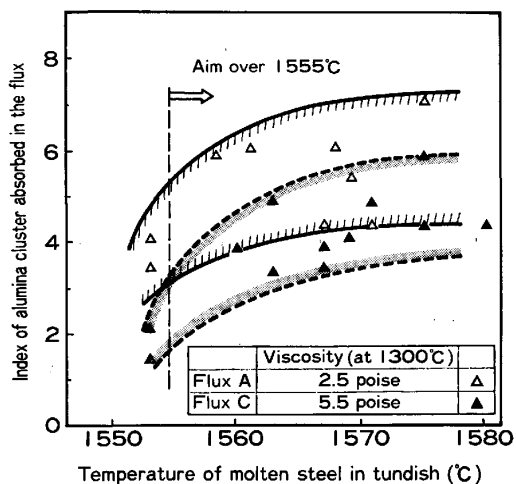


Fig. 9. Relationship between temperature of molten steel in tundish and index of alumina cluster absorbed in the flux.

型パウダーのアルミナ吸収能力が急激に低下している。また、铸型パウダーのアルミナ吸収量はパウダーの消費量によつて左右されている。

3.4 铸片表層部アルミナ集積におよぼす铸造条件の影響

前項までは、铸片表層部へのアルミナの集積機構に係る基本的な要因について調査した結果について述べてきた。次に、実操業において不可避免的に生じる铸造条件の変動、特に、溶鋼の清浄性、铸造速度および湯面レベルの変動の影響について述べる。

3.4.1 溶鋼の清浄性の影響

タンディッシュ内容鋼の全酸素量と铸片表層部のアルミナ集積との関係を Fig. 10 に示す。アルゴンガス吹き込みをしない浸漬ノズルの場合は铸片の表層部のアルミナの集積の程度はタンディッシュ内容鋼の全酸素量と明瞭な関係がある。これに対してアルゴンガス吹き込みノズルの場合は溶鋼中の全酸素量が高くても铸片の表層

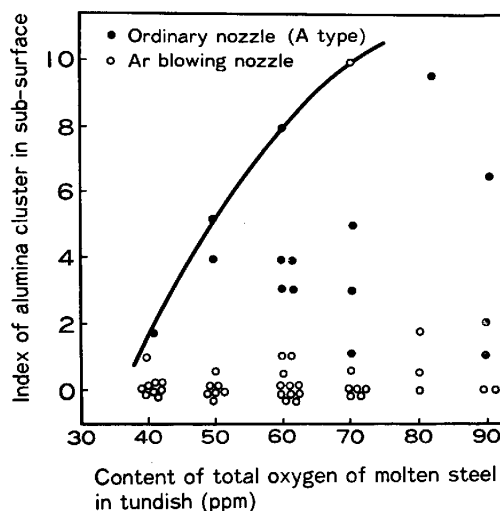
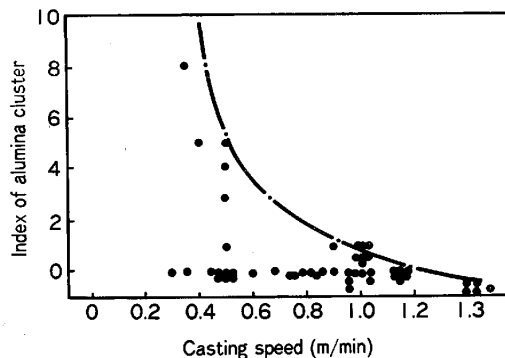


Fig. 10. Influence of nozzle type on accumulation of alumina cluster in sub-surface of slabs.



(Nozzle : A Type, Moldflux : Flux A)

Fig. 11. Influence of casting speed on accumulation of alumina cluster in sub-surface of slabs.

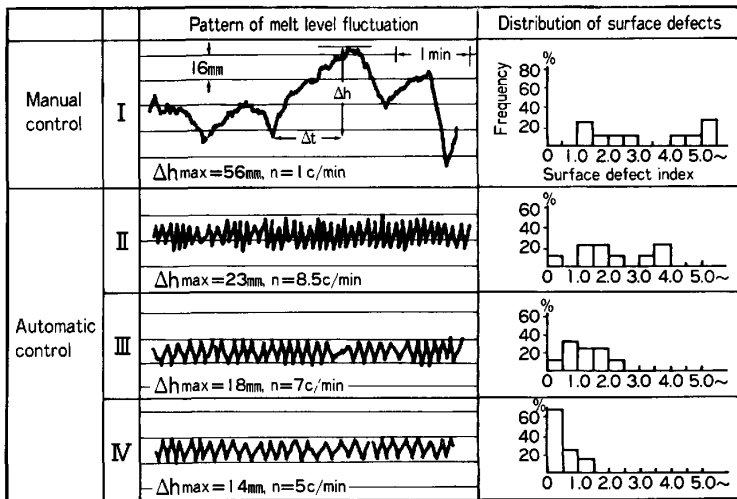


Fig. 12. Relationship between patterns of melt level fluctuation and surface defects of slabs.

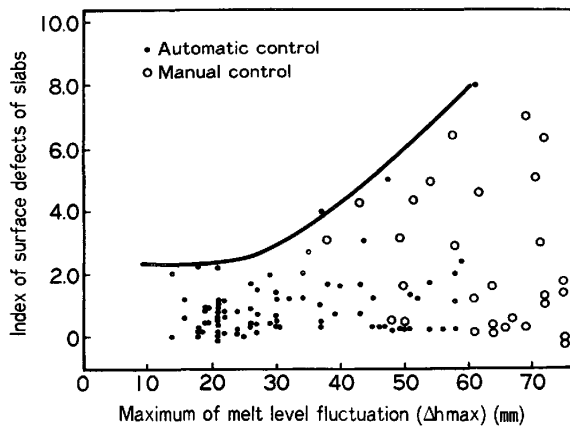


Fig. 13. Relationship between maximum of melt level fluctuation and surface defects of slabs.

部および断面のアルミナの集積は低いレベルに安定している。これはアルゴン気泡によるアルミナの浮上促進の効果と考えられる¹³⁾。

3.4.2 铸造速度の影響

铸造速度の変動は铸型内の溶鋼流の変化をきたし、铸片表层部へのアルミナの集積が異なってくる。Fig. 11に铸造速度と铸片表层部のアルミナ集積との関係を示す。0.6 m/min 以下の铸造速度になると急激に铸片表层部へのアルミナ集積が大となる。

3.4.3 湯面レベル変動の影響

Fig. 12 に湯面変動のパターンと薄鋼板の表面欠陥の発生率とを対比させた。また、Fig. 13 に湯面変動の最大幅 (Δh_{max}) と薄鋼板の表面欠陥との関係を示す。 Δh_{max} が 20 mm を超えると疵の発生が大となる。Fig. 14 は(2)式に示すような湯面変動の最大幅と湯面の上下方向の変動速度の最大値との積 (J 値) と相当する位置の铸片における表面疵との関係を示したものである。

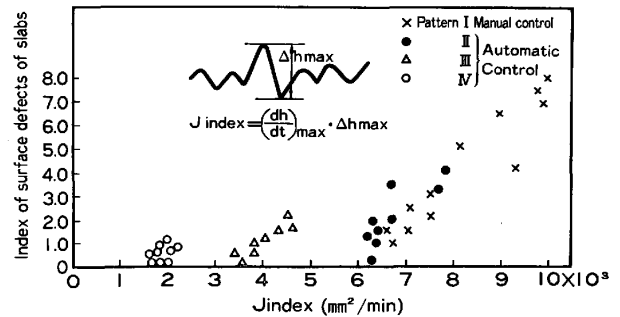


Fig. 14. Relationship between melt level fluctuation (J index) and surface defects of slabs.

これからも明らかなように、铸片の表面疵と J 値で示される湯面変動パターンとは明瞭な関係がみられる。

$$J_{\text{Index}} = \Delta h_{\text{max}} \cdot \left(\frac{dh}{dt}\right)_{\text{max}} \dots\dots\dots (2)$$

4. 考 察

薄鋼板用低炭素アルミキルド鋼の铸片表层部の健全性におよぼす連続操業諸要因の影響について現象的な調査結果について述べた。次にこれらの結果をもとに铸片表层部へのアルミナの集積機構および表面欠陥の生成について考察を加える。

4.1 铸片表层部のアルミナの集積機構

铸片表层部におけるアルミナの集積位置は前述したように铸片幅方向の中央部浸漬ノズル周辺において最も多くかつ表面ほど多いという特徴をもつ。この集積位置を模型的に Fig. 15 に示す。また、浸漬ノズルを変えた実験から明らかなように、铸片幅方向中央部におけるノズル噴流の当たらないよどみ部分にアルミナの集積がみられる。さらに铸型パウダーのアルミナ吸収量と铸片表层部のアルミナ集積との関係が認められる。これらの事実から铸片表层部へのアルミナの集積機構は次のように考えられる。すなわち、浸漬ノズルを通つて铸型内に持ち

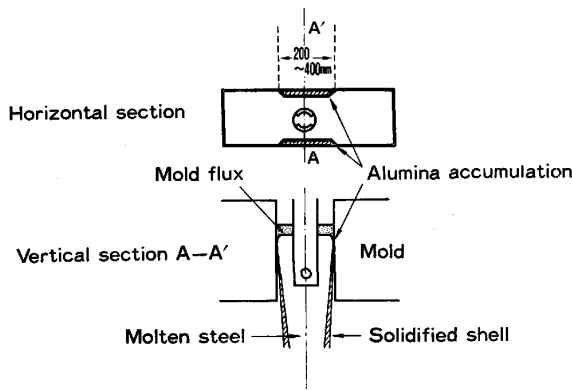


Fig. 15. Schematic expression of accumulation of alumina in sub-surface of slabs.

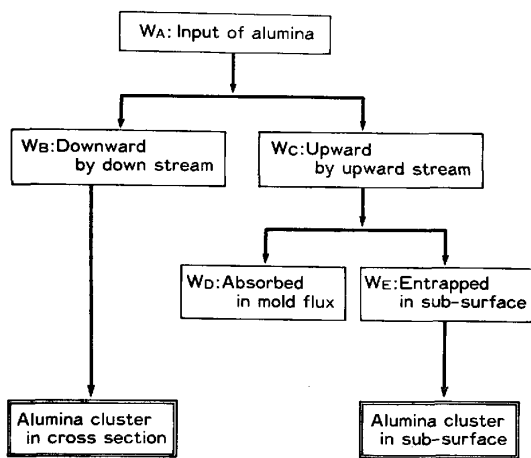


Fig. 16. Behavior of alumina during casting in relation to streams from immersion nozzle.

込まれたアルミナの挙動は Fig. 16 に示すようになる。鋳型内に持ち込まれたアルミナの量 (W_A) は溶鋼の下降流によつて下方に運ばれ、ノズル噴流の最下点より浮上し凝固シェルに捕捉される。これが断面アルミナクラスターとして検出される。一方ノズル噴流の上向きの流れによつて上方に運ばれたアルミナ (W_C) の一部は鋳型パウダーに吸収される。この量 (W_D) はパウダーのアルミナ吸収量として測定される。さらにこのパウダーに吸収されなかつたアルミナがメニスカス下の凝固シェルに捕捉される。この量 (W_E) が鋳片表層部アルミナとして検出される。したがつて、その収支は

$$W_A = W_B + W_C \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$W_C = W_D + W_E \quad \dots\dots\dots (4)$$

BERNHARDT¹⁴⁾ らによつて行われたピレットにおける水モデル実験 (Freezing Water Model) 結果とほぼ同じである。

以上の考察より、鋳片内に残存するアルミナ (表層部アルミナおよび断面アルミナ) の量を少なくする方法は次のように要約される。

- (i) 鋳型内に持ち込まれるアルミナの量を少なくする。 (W_A を小さくする。)
- (ii) パウダーによるアルミナの吸収除去量を多くする。 (W_D/W_A または W_D/W_C を大きくする。)
- (iii) 溶鋼面における流れの停滞部をなくし局所的なアルミナの集積を少なくする。
- (iv) (ii)~(iii) の条件はノズル噴流によるパウダー巻き込みが起りやすくなるので、この限界を見極める必要がある。

4.2 鋳片表層部のアルミナ集積におよぼす鋳型内溶鋼流れおよびアルゴン吹き込みの影響

前項で述べたように鋳型内溶鋼流れはアルミナの浮上を助けることと、メニスカス部での流れの停滞をなくし局所的なアルミナの集積を少なくするという2つの働きをしていると考えられる。浸漬ノズルからの噴流は、大別して上向き反転流と下向き流れがあるが、このうち上向き反転流は上記の効果を考える上で重要である。水モデル実験によつて、この流速を測定した結果を Fig. 17 に示す。上向き反転流速は鋳造量 (t/min) との相関が強く、次にノズル角度の影響を受けていることが分かる。

このことから引き抜き速度が低下すると、上向き反転流が減少しメニスカス部における流れの停滞が生じるために前述の Fig. 11 に示すように、鋳造速度の低下によつて鋳片表面疵が悪化する現象が起るものと考えられる。鋳片表層部の性状の安定には引き抜き速度の低下を極力少なくした鋳造方式を採用することが必須となる。

次に、アルミナの浮上促進として浸漬ノズルよりアルゴンを吹き込む方式が採用されているが、この効果につ

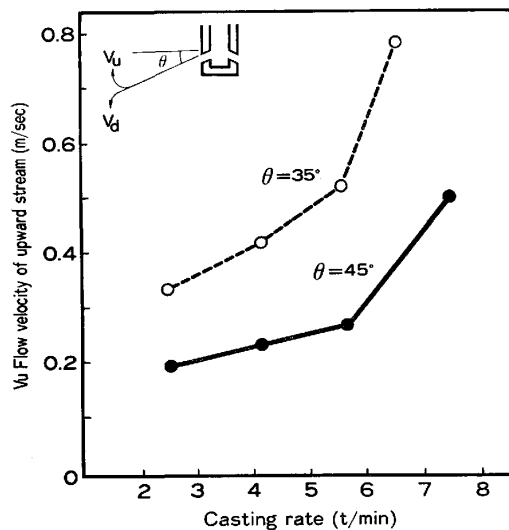


Fig. 17. Relation between casting rate and flow velocity of upward stream in water model test.

Table 3. Alumina absorption of flux in cases of argon blowing nozzle and ordinary nozzle.

	Input of Al ₂ O ₃ (W _A)	Unit consumption of flux	Change of Al ₂ O ₃	Absorption of Al ₂ O ₃ in flux (W _C)	W _C /W _A
Ar blowing nozzle	0.08 kg/t-steel	0.65 kg/t-steel	8%	0.052 kg/t-steel	0.41
Ordinary nozzle	0.08	0.65	3%	0.020	0.16

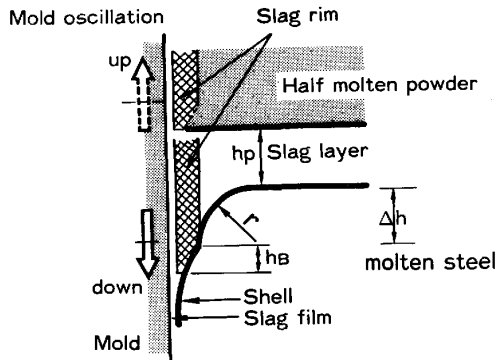


Fig. 18. Schematic expression of meniscus model.

いて述べる。アルゴン吹き込みの効果を定量的に評価するため鋳型パウダー中に吸収されるアルミナの量を前述の方法で測定し、 W_C/W_A の値を求めた。この値は鋳造過程において系外に取り去られるアルミナの量を示し、鋳造系全体としての鋼の清浄化能を示している。結果を Table 3 に示す。

4.3 表面疵におよぼす湯面変動の影響

湯面の変動と鋳片表層部の欠陥とは密接な関係があることが前述の調査結果から分かった。特に湯面の変動幅および変動速度が関係していることが推察される。そこで Fig. 18 に示した鋳型壁近傍の模式図を用いてこのことを考察してみたい。模式図に示したスラグリムの形状は実機におけるリムの調査結果を参考とした。すなわち、Photo. 1 に代表的なスラグリムの先端の形状を示しているが、スラグリムの先端は斧状でありこれがオッシレーションマークの生成およびフラックスの流入機構に関与していると考えられる。スラグリムは鋳型の振動とともに上下するが、これと湯面との相対的な関係はさらに例えばノズル詰まりからくる湯面変動を考慮する必要がある。フラックスの均一な流入と半熔融層のまきこみを起こさないためには湯面が常にスラグリムの上端と下端との間にあるという条件から次式を満足する必要がある。

$$a + \Delta h < r + h_B + h_P \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 a : オッシレーション振幅 (mm)

Δh : 湯面変動量 (mm)

r : 表面張力によりわん曲したメニスカスの曲率半径 (mm)

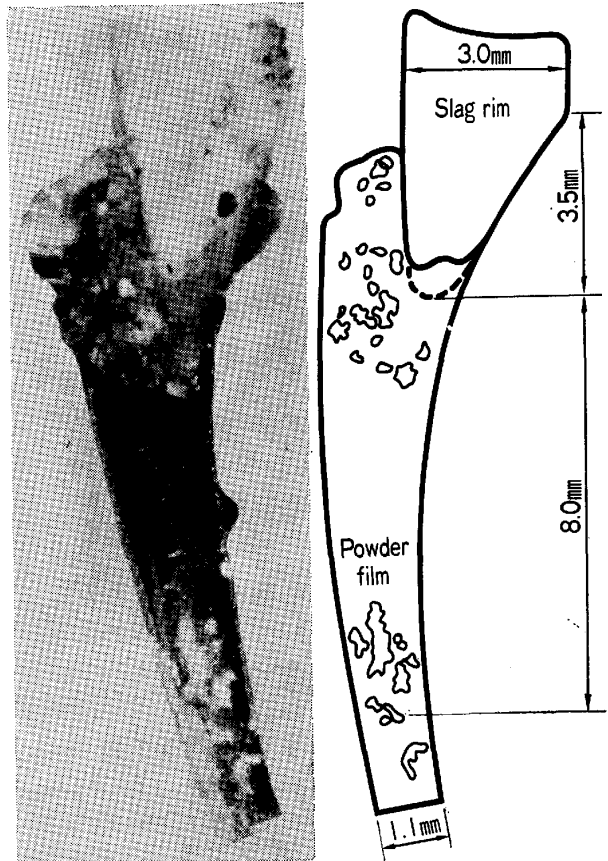


Photo. 1. An example of slag rim.

h_B : スラグリムの先端刃先長さ (mm)

h_P : 熔融フラックス層厚み (mm)

r は佐藤ら¹⁵⁾から次式で与えられる。

$$r = 5.43 \times 10^{-2} (\sigma_M / \rho_M)^{1/2} (\text{cm}) \dots\dots\dots (6)$$

ここで

σ_M : 表面張力 (dyn/cm)

ρ_M : 密度 (g/cm³)

たとえば、0.05% の炭素鋼がメニスカス温度 1300°C まで過冷された状態で $\sigma_M = 1403 \text{ dyn/cm}$, $\rho_M = 7.0 \text{ g/cm}^3$ とすれば、(6)式より $r = 0.71 \text{ cm}$ を得る。また、 h_B は Photo. 1 に示したように $h_B = 3.5 \text{ mm}$ と実測される。いま、フラックス熔融層厚さを実測値から $h_P = 7 \text{ mm}$ とし、これらを (5) 式に代入すると $\Delta h < 10 \text{ mm}$ を得る。この値は Fig. 13 にみられる鋳片表面疵の悪化する限界の湯面レベル変動の値 ($\Delta h \sim 10 \text{ mm}$) とよく一致している。以上、鋳型パウダーのかみこみなど表

面疵改善の方向を示すと次のようになる。

- (i) 湯面変動をできるだけ小さくする。 ($\Delta h < 10$ mm)
- (ii) オッシレーションの振幅を小さくする。
- (iii) 鋳型パウダーの溶融層の厚さを一定以上に確保する。

ただし、鋳型パウダーの過剰流入、鋳型への焼付きなど他の悪影響が考えられるので、おのずから最適な条件が存在する。

5. 結 言

薄鋼板用低炭素アルミキルド鋼の連続鋳片の表層部におけるアルミナの集積におよぼす操業条件の影響について研究した結果次のことが明らかとなった。

(1) 鋳片表層部におけるアルミナの集積は鋳型内の溶鋼流れに関係し、溶鋼表面近傍の流れの停滞部に多く集積する。また、この集積の程度は鋳型パウダーのアルミナの吸収能を大きくすることによって軽減される。

(2) 鋳片表層部へのアルミナの集積機構としては、溶鋼の流れとともに溶鋼面に浮上したアルミナが鋳型パウダーに吸収されないで残り、メニスカス部より側面に流れて凝固前面に捕捉されたものと考えられる。

(3) 鋳型内へのアルゴン気泡の導入はアルミナの集積軽減の効果が大きく、鋳造系外に取り去る能力はアルゴンを吹き込まなかつた場合の2倍強である。

(4) 湯面変動の表面疵におよぼす影響は、湯面の変動幅と変動速度の積によって統一的に説明できる。

文 献

- 1) 垣生泰弘, 北岡英就, 吉井 裕, 江見俊彦, 飯田義弘, 上田典弘: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1803
- 2) 田阪 興, 伊藤幸良, 前出弘文: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1279
- 3) 松永吉之助, 波木周和, 荒木泰治: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 72
- 4) 熊井 浩, 広本 健, 松永 久, 大橋徹郎, 大野唯義: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 926
- 5) 小舞忠信, 宮村 紘, 大崎真弘, 草野昭彦, 山田哲, 島津 勲, 佐藤憲夫, 山本知文: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1152
- 6) 丸川雄浄, 豊田 守, 川崎守夫: 学振 19 委-No. No. 10006 (昭和 52 年 5 月)
- 7) 玉本 茂, 佐々木寛太郎, 市川 浩, 鷹野雅志, 浦 知: 住友金属, 26 (1974), p. 145
- 8) 植田嗣治, 丸川雄浄, 豊田 守: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 943
- 9) 三好俊吉, 田中駿一, 伊藤雅治, 内堀秀男, 半明正之: 日本鋼管技報, 66 (1975), p. 1
- 10) 宮原 忍, 菅原功夫, 田口喜代美, 内田繁孝, 政岡俊雄: 鉄と鋼, 65 (1979), S227
- 11) 浜上和久, 久我正昭, 上田典弘, 吉井 裕, 中戸参: 鉄と鋼, 66 (1980), S141
- 12) 千原園典, 畠山卓三, 秋田靖博, 竹村洋三, 鈴木良朋, 井上俊朗: 鉄と鋼, 68 (1982), S220
- 13) 小島佑介, 益子羊了, 斎藤豊一, 小形清吉, 山崎俊一, 岡田智樹: 鉄と鋼, 68 (1982), S223
- 14) N. T. MILLS and L. F. BARNHARDT: J. Met., (1971) 3, p. 37
- 15) 佐藤隆吉: 日本金属学会報, 12 (1973), p. 391